

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 9/02 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 00130661.8

[45] 授权公告日 2006 年 1 月 11 日

[11] 授权公告号 CN 1236085C

[22] 申请日 2000.10.10 [21] 申请号 00130661.8

[71] 专利权人 株式会社基茨

地址 日本千叶县

[72] 发明人 萩原光一 山崎胜 平田幸宏

平林光秀 伊藤幸三

审查员 孙红花

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利
商标事务所

代理人 段承恩

权利要求书 1 页 说明书 14 页 附图 5 页

[54] 发明名称

铜基合金

[57] 摘要

一种黄铜，含有重量比分别为 59.0 – 63.2%、0.3 – 2.0%、0.7 – 2.5%、0.03 – 0.25% 和 0.05 – 0.15% 的 Cu、Sn、Bi、Se 和 P，余量为 Zn 和不可避免的杂质，其特征在于，所述黄铜包括 $\alpha + \beta + \gamma$ 相的基体相，所述 Bi 的熔点比所述基体相低且被细微分散，所述 Se 分散所述基体相且在所述黄铜中可以检测到 Bi、Zn + Se、Cu + Se 和 Cu_3P ，黄铜的可切削性是均匀的，因此改善了黄铜的可切削性、脱锌容许极限和热锻性。

1. 一种黄铜,含有重量比分别为 59.0-63.2%、0.3-2.0%、0.7-2.5%、0.03-0.25%和 0.05-0.15%的 Cu、Sn、Bi、Se 和 P,余量为 Zn 和不可避免的杂质,其特征在于,所述黄铜包括 $\alpha+\beta+\gamma$ 相的基体相,所述 Bi 的熔点比所述基体相低且被细微分散,所述 Se 分散所述基体相且在所述黄铜中可以检测到 Bi、Zn+Se、Cu+Se 和 Cu_3P ,黄铜的可切削性是均匀的,因此改善了黄铜的可切削性、脱锌容许极限和热锻性。

2. 如权利要求 1 所述的黄铜,其为热锻级黄铜,含有重量比分别为 59.0-62.0%、0.5-1.5%、1.0-2.5%、0.03-0.20%、0.05-0.20%和 0.05-0.10%的 Cu、Sn、Bi、Se、Fe 和 P,余量为 Zn 和不可避免的杂质。

3. 如权利要求 1 所述的黄铜,其为机加工级黄铜,含有重量比分别为 61.0-63.0%、0.3-0.7%、1.5-2.5%、0.03-0.20%、0.1-0.30%和 0.05-0.10%的 Cu、Sn、Bi、Se、Fe 和 P,余量为 Zn 和不可避免的杂质。

铜基合金

技术领域

本发明涉及一种铜基合金，该合金能够消除或减少铅污染并且具有更优的脱锌容许极限、可锻性或可切削性，还涉及该合金的制备方法以及使用该合金的产品。

背景技术

一般地，在此类的铜基合金中，以 Cu 作为主要组元的 Cu-Zn 黄铜合金和 Cu-Sn 青铜合金正在得到广泛使用。

特别是，黄铜合金的应用正得到迅速普及，原因是所述合金具有优异的耐腐蚀性、可加工性、可锻性以及机械性能，而且，与其它铜基合金相比，其价格也有利。

已知黄铜合金有各种类型，例如，易切削黄铜（JIS[日本工业标准]C3250，C3604），铸造级黄铜（JIS C3771），和黄铜（BS[英国标准]CZ132）。

尤其是，易切削黄铜棒的 Pb 含量高达 1.8-3.7%。当其应用于金属部件如主要在水中工作的阀门时，由于 Pb 会液析进入水中，所以该合金很难满足规定的 Pb 液析标准容许极限（例如，不超过 0.05 毫克/升）这一条件。因此，这一铅液析所带来的问题需要尽快加以解决。

易切削黄铜棒是一种组织为 $\alpha + \beta$ 相并且在相对比例上， α 相中 Cu 为主而 β 相中 Zn 居多的黄铜材料。因此，当该黄铜棒在腐蚀性液体的环境中放置时，由于 α 相与 β 相间存在电势差从而会形成局部电池并且会引起 Zn 的液析和脱锌所致的腐蚀。

此外，与易切削黄铜棒类似，普通的锻造级黄铜棒均同时存在 Pb 的液析和因脱锌所引起的腐蚀这两个问题。

作为解决由铅液析所引起的环境污染这一问题的一个措施，从消除铅的影响的角度考虑，已经提出了替代 Pb 将 Bi 单独或者 Se 和 Bi 共同

加入铜基合金来生产三七黄铜的技术（美国专利 5, 614, 038）。

另外，通过添加 P 来使青铜完善的技术到如前述的抑制铅的作用从而形成金属间化合物 Cu_3P 以及提高其耐磨性的技术已为人所知（JP-A-08-120369）。已提出了各种抑制铅的有害作用的其它技术。

传统铜基合金材料源于针对铜基合金的抑制铅技术。另外还能获得优异的脱锌容许极限以及可切削性和可锻性的技术尚未为人所知。还未开发出对尤其黄铜所具有的脱锌所致腐蚀的容许极限这一特殊问题已得以解决的铜基合金。此为传统铜基合金的真实状况。

发明内容

为解决现有技术的所述这些问题，通过勤奋研究，本发明已得以完善。本发明的目标在于消除铅液析所产生的环境污染问题以及，同时，提供一种具有更优的脱锌容许极限、可切削性和热锻性的黄铜或青铜型的铜基合金。

为了达到上述目的，本发明在各种含有熔点低于由 α 相、 $\alpha + \beta$ 相，或 $\alpha + \beta + \gamma$ 相构成的基体相的熔点的组元的各种铜基合金中，仔细研究了具有通过加入对基体相和低熔点组元加以分散以使所述低熔点组元在其中均匀分散的组元而提高了可切削性的铜基合金。

在这种情形下，有可能通过添加 Fe, B 等对基体相进行细小划分，对作为低熔点组元的 Bi 进行分散，或者由于添加至少一种选自于 Fe、B 和 Se 中的元素而使作为低熔点的 Bi 均匀分散，从而来降低切削抗力、改善表面光洁度，或者提高可切削性包括切屑的评定。

所述 Bi 具有细小划分的基体相，与 Pb 类似的低熔点（271℃），由于在切削中产生的热发生熔化而具有润滑作用，并且因此具有提高的可切削性。

另外，被分隔的 B 由于基体相能够被 Fe 或 B 细分或者由于金属间化合物（ $\text{Zn} + \text{Se}$, $\text{Cu} + \text{Se}$ ）可由 Se 形成，因而能够均匀分散。

由于 Bi 最终注定在金属晶体中以细小颗粒形式分布，因此，所述合金能够使切削抗力均匀化并且由于润滑这一贡献性因素的作用而能够进行光滑切削。

当晶体如上所述受到细小分割时，Bi 均匀分散在晶体界面上并且最

终能够改善合金的切削性能。

Bi 或 Pb 一般在晶体的晶粒内和晶界上沉积。当 Bi 和 Pb 等量添加时，均匀分散而未偏析的其中之一在 Bi 和 Pb 对合金切削性能的影响上比另一种作用更大。为了均匀分散，晶体必须得以细分。除了利用降低钢坯挤压温度的方法外，所述晶体的细分例如可以通过添加 B 和 Fe，即本发明仔细研究的方法来进行。

由于切削抗力降低和切屑非常细碎，在规定的长度内，有关的加工设备不会遭受切削刃的损害并且因改善的可切削性获益。

附图说明

图 1 是说明本发明的一个实施例的具有细分基体相的组织示意图。

图 2 是说明本发明的另一个实施例的具有可使分离的 Bi 均匀分散的更细分基体相的组织示意图。

图 3 是说明由本发明的材料获得的细碎的切屑状态的照片。

图 4 是本发明涉及的铜基合金的显微照片（400 倍）。

图 5 是本发明涉及的另一种铜基合金的显微照片（400 倍）。

图 6 是对热锻级黄铜棒实施锻粗试验的方法进行说明的示意图。

图 7 是对对照材料实施图 6 中的实验所获结果进行说明的照片。

图 8 是对本发明的材料实施图 6 中的实验所获结果进行说明的照片。

图 9 是对由传统的热锻级黄铜棒形成的切屑状态进行说明的照片。

图 10 是对由本发明的热锻级黄铜棒形成的切屑状态进行说明的照片。

具体实施方式

本发明涉及通过使用至少一种选自于 Bi, Se, Fe, B 等中的添加元素使硬相和软相弥散分布，从而获得改善的可切削性的铜基合金。

在这种情形下，所述合金的金属晶体除存在由 α 相、 $\alpha + \beta$ 相或 $\alpha + \beta + \gamma$ 相构成的基体相之外，还包含以弥散分布状态沉积的金属间化合物，Zn+Se 和 Cu+Se（由于 Bi 和 Se 的加入而形成）以及 Cu_3P 和 Fe_3Sn （由于 P 和 Fe 的加入而形成）。这些金属间化合物和 γ 相构成硬而脆的硬相，由 Bi 等构成的软相由于所述金属相化合物的析出而呈均匀弥

散分布状态。

因此，通过加入例如 Bi, Se, Fe, B 等添加元素，有可能使硬相和软相均匀分散并且使合金的可切削性和最终表面状况得以改善。

本发明中涉及的软相和硬相的分散状态的评价结果示于表 1 中。

表 1

相 评价项目	软相		软相 + 硬相	硬相
	Pb	Bi	Bi+Se, Bi+Se+ γ 相, Bi+ γ 相	完全是 γ 相
切削抗力	○	○	○	×
表面光洁状态	×	△	○	○

(表 1 中的数据来自于对同时存在软相和硬相的合金进行四个级别的分级评价结果，其中，○代表标准，○代表不低于 10% 的更好水平，×代表不低于 10% 的更差水平，△代表不低于 5% 的更差水平。)

当单独存在软相时，尽管切削抗力较低，但表面粗糙度较差，而且，加工后的表面最终状态也不令人满意。相反，当单独存在硬相时，尽管表面光洁度较好，但切削抗力高且可切削性不令人满意。

现已证实，如本发明仔细研究的那样，通过使软相和硬相弥散分布，能够获得适当的切削抗力和良好的表面光洁度。

本发明进一步涉及其组成为，以重量比计：59.0-63.2% 的 Cu, 0.3-2.0% 的 Sn, 0.7-2.5% 的 Bi 以及余者为 Zn 和不可避免的杂质并且具有更佳的脱锌容许极限、热锻性和可切削性的黄铜。

在这种情形下，所述合金优选含有浓度范围为 0.03-0.25wt% 的 Se。

在所述铜基合金中，热锻级的黄铜含有，以重量比计：59.0-62.0% 的 Cu, 0.5-1.5% 的 Sn, 1.0-2.0% 的 Bi, 0.03-0.20% 的 Se, 0.05-0.20% 的 Fe 和 0.05-0.10% 的 P。

此外，机加工级的黄铜含有，以重量比计：61.0-63.0% 的 Cu, 0.3-0.7% 的 Sn, 1.5-2.5% 的 Bi, 0.03-0.20% 的 Se, 0.1-0.30% 的 Fe 和 0.05-0.10% 的 P。

现在, 将对根据本发明的铜基合金的组元含量的范围以及确定所述范围的原因进行说明。各组元的比值以 wt. %表示。

Cu: Cu 的含量设定为 59.0-63.2%, 原因是: 虽然脱锌容许极限随着 Cu 量的增加而相应改善, 但由于 Cu 的单价比 Zn 高, 以及从获得令人满意的热锻性和为获得脱锌容许极限而添加的 P 上考虑, 必须抑制 Cu 的用量。特别是, 对于热锻级黄铜, 优选为 59.0-62.0%; 对于机加工级黄铜, 优选为 61.0-63.0%。

Sn: 添加目的是改善脱锌容许极限。

由于 Sn 的单价比 Zn 高, 因此必须减少 Sn 的添加量, 以便最大程度地降低材料成本。

增加 Sn 的添加量会导致硬而脆的相析出并使切削抗力提高。尽管如此, 从添加所述量的 Cu 和 P 是所获得的脱锌容许极限上考虑, Sn 的量设定为 0.3-2.0%。尤其是, 热锻级黄铜中 Sn 的量优选为 0.5-1.5%, 机加工级黄铜中 Sn 的量优选为 0.3-0.7%。

Bi: 添加目的是改善可切削性。

如果 Bi 含量低于 0.7%, 则添加量的不足会对可切削性产生很不利的影响并且会使可切削性能下降。反之, 如果添加量高于 2.5%, 则添加量的过多会降低抗拉强度、延伸率、可热锻性和热加工性。因此, Bi 量的范围设定为 0.7-2.5%。特别是, 对于热锻级黄铜, 由于 Bi 含量低于 1.0% 时不能获得可切削性能, 因此其含量下限设定为 1.0%。并且, 从热锻性和热加工性上考虑, 含量上限设定为 2.0%。对于机加工级黄铜, 含量优选为 1.5-2.0%。

Se: 微量添加时可改善合金的可切削性。

虽然 Se 通过与 Cu 和 Zn 形成化合物并且能够以这种化合物形式保持在合金中来改善合金的可切削性, 但由于其单价比 Zn 高, 因此, 应尽可能降低该元素的用量。

考虑到对热锻性和热加工性可能的负作用, 将 Se 含量设定为 0.03-0.25%。特别是对于热锻级黄铜或机加工级黄铜, 其含量优选为 0.03-0.20%。

Fe: 虽然该元素微量添加时会使晶粒细小和抗拉强度提高, 但是它能与 P 和 Sn 形成硬而脆的化合物。当这种硬而脆的化合物 Fe_2P 和 Fe_3Sn 在合金中存在时, 会对热锻性产生不利影响。因此, 从抗拉强度、热锻性和热加工性上考虑, Fe 量的添加范围设定为 0.05-0.3%。特别是, 热锻级黄铜中 Fe 的添加量优选为 0.05-0.2%, 机加工级黄铜中的添加量为 0.1-0.3%。

P: 添加目的是获得脱锌容许极限。虽然脱锌容许极限随着该元素添加量的增加而成比例提高, 但部分添加的 P 会与 Cu 和 Fe 形成硬而脆的化合物, 而且这种硬脆化合物, Cu_3P 和 Fe_2P 存在于合金中并对热锻性和热加工性带来不利影响。因此, 将 P 的添加量设定为 0.05-0.15%, 以获得令人满意的脱锌容许极限、热锻性和热加工性。特别是, 热锻级黄铜中 P 的含量优选为 0.05-0.1%; 同样地, 机加工级黄铜中的含量也优选为 0.05-0.1%。

现在, 将本发明的铜基合金分成机加工级黄铜棒和锻造级黄铜棒, 并且, 下面对各组元含量的相关范围进行说明。

机加工级黄铜棒中添加有适量的 Cu 和 P, 以确保脱锌容许极限。

为获得机加工性能通常添加的 Pb 量为约 3%。从 Pb 液析的标准容许极限上考虑, 将 Pb 的这一添加量降低至不超过 0.2%。Pb 的容许量本来优选尽可能少。使 Pb 含量降低自然会导致选择 Pb 含量最低的原材料并且最终增加生产成本。例如, 用于调整合金组成的 Zn 中作为杂质的 Pb 含量, 随原材料的质量变化很大。高质量的电解 Zn 中的 Pb 含量为 0.004%, 而低质量的回收 Zn 中的 Pb 含量为约 0.8%, 二者的价格相差约 15%。

Bi 是性能与 Pb 相同的元素, 从获得比传统的含 Pb 材料更佳的可切削性和更优的表面光洁度上考虑, 采用 Bi 替代 Pb。已发现, Bi 会产生比 Pb 略高的切削抗力。

另一方面, 由于与 Pb 同样的软相 Bi 和作为 Se 的化合物的硬相间的组合, 加入 Bi+Se 或 Bi 已能成功获得令人满意的表面光洁状态。然而, 当 Se 含量过高时, 会导致硬相过多和可切削性下降。因此, 适当

的 Se 含量为 0.03-0.2%。已发现, 为获得与 Pb 含量为约 2%时相同的可切削性, 要求 Bi 的含量为 1.5-2.0%。

对于热锻级黄铜棒, Pb 的含量设定为不高于 0.2%, 这与机加工级黄铜棒类似。优选 Pb 含量尽可能低。

为获得脱锌容许极限, 优选 Cu 含量比其它元素含量高。为了在热锻温度范围获得适量的 β 相, 必须降低 Cu 含量, 这会使脱锌容许极限受到少量损害。为了对 Cu 含量的减少进行补偿, 需添加足够多的 Sn 以确保所需要的脱锌容许极限。因此, Sn 的添加量为 0.5-1.5%。Sn 的添加会导致硬 γ 相的析出。

由于在基体相中有 Pb+ γ 相析出, 因而传统材料具有一定程度的可切削性, 而对于本发明的材料而言, 由于 Bi+Se+ γ 相或 Bi+ γ 相析出的作用, 本发明的材料除具有与传统材料相同程度的切削抗力外, 其加工后的表面还获得了良好的表面光洁状态。

迄今一直以为除非不能使合金具有令人满意的热锻性, Pb 的含量优选更低。由此知 Bi 和 Se 的含量优选尽可能低。添加 Bi 和 Se 仍然是为了使合金具有令人满意的可切削性。

本发明还涉及铜基合金的制备方法, 其包括如下步骤: 混合含有预定量相关组元的原材料, 熔化所获得的混合物, 然后, 通过连铸所述熔化后的混合物来形成铸坯, 挤压或轧制所述铸坯, 对挤压或轧制后的坯材进行热处理, 之后, 通过塑性加工进行拉拔或轧制所获坯材, 并且, 通过热处理空冷或炉冷所述拉拔或轧制后的坯材, 从而获得形状为棒或板的铜基合金材料。更具体而言, 所研究的制备方法的实施过程为: 在 475-600℃ 下, 对挤压或轧制后的铸坯进行热处理, 时间为 1-5 小时, 然后, 通过拉拔或轧制进行断面收缩率为 10-30% 的塑性加工, 以提高材料的强度, 进一步在 250-400℃ 下加热 1-5 个小时, 并且进行空冷或炉冷热处理。

在根据本发明的铜基合金中, 通过在进行下述工序后实施上述工序来制备热锻级铜基合金, 所述工序包括对含有预定量的相关组元的原料进行混合并且对所获得的混合物进行熔化, 连铸熔化后的混合物

以形成铸坯，以及挤压或轧制所述铸坯。将所述合金转化为锻造产品要求在锻造后进行热处理。

为了通过添加 Bi 和 Se 来制备熔化态的铜合金，这时可使用各种方法。可列出的方法有：例如包括将含有适量 Se 和 Bi 的中间铜合金抛入除 Se 和 Bi 之外的各组元的熔体中，对除 Se 和 Bi 之外的各组元进行调整，以及在熔化态制备含有用于黄铜的各组元的铜合金等步骤的方法；例如包括将 Se-Bi 烧结体同除 Se 和 Bi 之外的各组元一起加热和熔化并且在熔化态制备含有用于黄铜的各组元的铜合金等步骤的方法；以及包括将 Se-Bi 烧结体加入用于铜合金的各组元的熔体中等步骤的方法。

本发明也适合于通过对上述这种铜基合金进行加工来制造与水接触的产品如阀门、接头、管道、龙头以及用于冷水供应和热水供应的器具，以及机电产品如气体器具 (gas utensil)、洗衣机和空调器。

此外，使用本发明的铜基合金作为材料的部件可广泛应用于与水接触的部件阀门和龙头，特别是浮球阀，用于浮球阀的空心球，蝶形阀、闸阀、球形阀、止回阀、消防栓、热水供应系统和热水冲洗便池座的固定架、供水管、连接管和管接头、冷却剂管、电热水器部件 (箱体、气体喷嘴、柱形件和燃烧器)、过滤网、水表部件、水下污水设施的部件、废水栓、弯头管、波纹管、便池座的连接法兰、心轴、接头、集管、分流栓、软管螺纹接套、龙头辅件、止水栓、用于供水和排水栓的器具、用于卫生陶具的配件、淋浴管的连接件、气体器皿、建筑材料如门和钮、家用电子部件、包覆集管的连接管、汽车冷凝器部件、捕鱼部件、显微镜部件、供水表部件、测量仪器部件、铁路导电弓部件以及其它各种部件等。它们也可广泛应用于卫生间用器具、厨房用器具、浴室用器具、盥洗室用器具、家具物品用器件、起居室用器具、喷洒头用部件、房门部件、大门部件、折弯机部件、洗衣机部件、空调部件、气焊机部件、热交换器部件、太阳能热水器部件、金属模具及其部件、轴承、齿形轮、建筑机械部件、铁路车辆部件、运输机械部件、原材料、中间产品、最终产品和装配好的产品。

现在，将结合对根据本发明的铜基合金进行实验的结果，对本发明的一个加工实施例进行解释。

① 可切削性

此外所用的术语“可切削性”的含义包括切削抗力、表面光洁度和切屑状态的评价。

对根据本发明获得的各种材料进行了可切削性试验，以便与传统材料加以比较。试验表明本发明的材料具有更佳的可切削性。

尤其是，借助应变仪对给定材料的试样在加工过程的切削抗力进行了测量，其中加工设备的条件示于表 2 中。对切削期间出现的切屑加以收集并进行肉眼观察，以确定其形状。

表 2 机加工条件

转数（转/分）	进刀量(0.1 毫米/转)	切削深度（毫米）	切削液
850	0.16	1.0	无

所述可切削性试验的结果示于表 3 中。

表 3 试验材料的切削性能指数

材料名称	切削性能指数
C3604BD（传统产品）	100
对照材料（含 Pb）	92
本发明的材料	89

可切削性指数={ [C3604BD 的切削抗力]/[给定材料的切削抗力]}
× 100

已发现，本发明的材料切削形成的切屑非常细小，如图 3 所示。发现该材料的可切削性指数与所述另一种材料相同，表明其切削性能优异。

② 脱锌容许极限

本发明的材料与对照材料采用试验（ISO 6509-1981）进行脱锌容

许极限的比较。

此处所采用的试验方法包括在 75℃ 的浓度为 12.7 克/升的二水合氯化铜水溶液中对给定试样进行热腐蚀, 时间为 24 小时, 之后, 测量脱锌层的深度。该试验结果示于表 4 中。

表 4 脱锌所引起的腐蚀 (ISO)

	腐蚀深度(平均) (μm /24 小时)	腐蚀深度(最大) (μm /24 小时)	脱锌层类型
本发明的材料	0	0	无
对照材料(抗脱锌)	10	15	局部
C3771	1350	1450	层状

本发明的材料的脱锌容许极限远优于 C3771 (锻造级黄铜), 并且与对照材料(抗脱锌材料)相当或更优。因此, 本发明的材料具有优异的脱锌容许极限。

③ 应力腐蚀开裂抗力

对本发明的材料和对照材料进行应力腐蚀开裂抗力进行测试并就该性能进行比较。

此处所采用的测试方法包括在浓度不低于 11.8% 的氨气氛中对给定试样进行 24 小时的应力试验, 所述试验根据 ASTM G39 中规定的测试时效裂纹的方法 A 进行, 之后, 对试样表面上形成的裂纹进行比较。该试验结果示于表 5 中。

表 5 应力腐蚀开裂抗力

	表示应力腐蚀开裂抗力的临界应力值
本发明的材料(抗无铅脱锌的黄铜)	280N/mm ²
对照材料(抗脱锌)	120N/mm ²

结果, 在腐蚀开裂抗力上, 本发明的材料(抗无铅脱锌的黄铜)

的临界应力约为对照材料（抗脱锌的黄铜）的约 2.3 倍。

现在，介绍对根据本发明的热锻级黄铜棒的评价结果。

直径 15mm、长 15mm 的试样的评价采用镦粗试验进行，其中，被加热至预定温度的试样用压力机压至预定镦粗比。

此处使用的镦粗比的表达式见下述方程，其中，h 代表已被压下的试样的高度，如图 6 示。

$$\text{镦粗比}(\%) = (15-h)/15 \times 100$$

根据压下后给定试样的表面上是否产生裂纹对给定材料进行分级评价。

所获得的对照材料制造的热锻级抗脱锌黄铜棒的结果示于图 7 和表 6 中。

表 6 由对照材料制造的黄铜棒

锻造温度(℃) 镦粗比(%)	700	730	760	790
45	○	○	○	○
50	○	○	○	○
55	×	○	○	○

所获得的由本发明材料制造的热锻级抗脱锌黄铜棒的结果示于图 8 和表 7 中。

表 7 由本发明材料制造的黄铜棒

锻造温度(℃) 镦粗比(%)	700	730	760	790
45	○	○	○	○
50	○	○	○	○
55	×	×	○	○

比较上述两组数据,可明显看出,尽管在 700-730℃ 的较低温度范围,本发明材料的热锻性比对照材料稍有不足,但可以在 740-800℃ 的适当锻造温度下,以几乎与对照材料相同的效率对本发明的材料进行成型。

然后,根据在表 2 所示的机加工条件下由形成的切屑状态对热锻级黄铜棒的可切削性进行分级。

由传统材料(JIS C3771)制造的热锻级抗脱锌黄铜棒的切屑如图 9 所示。

对图 9 中示出的切屑状态和图 10 示出的由本发明的材料制成的热锻级抗脱锌黄铜棒的切屑状态进行比较,可发现这两种材料均展示出令人满意的可切削性,原因是切削过程中产生的切屑和新表面(fresh)均很细碎。

现在,介绍对直径 12mm、长 42.9mm 的圆棒试样进行铅渗出试验的评价结果。

采用 400 号砂纸对给定试样进行干抛光,并且用绝缘涂覆材料对其一个端面进行覆盖,以避免发生缝隙腐蚀。每个试样的暴露表面积为 17.29cm²。

此处涉及的合金组分示于表 8 中。

表 8

组元(%) 材料	Cu	Pb	Sn	P	Bi	Se	Zn
本发明的 A	62.2	0.19	0.64	0.08	2.2	0.05	余量
本发明的 B	62.6	0.01	0.05	0.09	1.7	0.04	余量
对照材料	62.5	2.2	0.11	0.09	-	-	余量

采用 JIS(日本工业标准)S3200-7:1997 中规定的供水器具渗出性能的试验方法进行渗出试验。所述试验在上述标准中的 7.2 条一部件与材料的试验中进行了介绍,实施方法在 7.1.3 条一安装在管路(用

于输送热水)中的供水器具一中作了说明。

对调整的渗出物(用于调整和析出)只进行了 pH 值测试,而对初始调整期间和渗出期间获得的渗出物则进行了 pH 值,硬度,碱性和残存氯的测试。加热在 $90 \pm 2^{\circ}\text{C}$ 下进行。作为空白样品,制备了与渗出期间同样方式处理的样品溶液。渗出期间的渗出物(样品溶液)的体积为 100ml。在渗出进行后和对试样与容器进行清洗以便进行分析时,渗出物被稀释至 250 毫升并且加以调整(用 0.1 摩尔/升的硝酸水溶液调整至酸性)。采用感应耦合的等离子体(ICP)发射光谱法分析所述样品溶液。

根据与符合水工厂法的供水设备的结构和材料有关的标准,铅渗出的性能评价判据最高为 0.05 毫克/升。该值此处作为评价判据加以采用。

表 9

材料	铅的渗出量(毫克/升)	级别
本发明的 A	0.02	○
本发明的 B	不超过 0.005	○
传统材料(C3771)	0.2	×

传统材料超过评价判据,因其含有获得可切削性所要求的含量的铅,而本发明的材料 A 和 B 均通过了这一测试,测试结果均低于所述评价判据。

虽然,就其自身而言,铅含量优选尽可能低,但是合金的生产成本随铅含量的降低而相应提高。因此,考虑到铅渗出极限的评价标准,确定铅含量不超过 0.2%。

现在,表 10 中示出的是一个对软相与硬相的分布进行评价的具体实例。

表 10

相 评价项目	软相系		软相 + 硬相	硬相
	Pb 系		Bi+Se 和 Bi+Se+ γ 相	只有 γ 相
	(C3604)	对照材料	本发明的材料	对照材料
切削抗力指数	100	92	89	50
表面光洁状态指数	100	75	111	118

试验结果清楚表明，软相与硬相的分散可获得适当的切削抗力和适当的表面光洁度。

本发明中的铜基合金，如上所述，主要以黄铜为实例。当青铜满足本发明的技术概念时，本发明也能够应用于青铜。

由到目前为止的介绍可明显了解到，本发明不仅能够生产可消除铅液析引起的环境污染的铜基合金，而且也能够获得可切削性、脱锌容许极限以及热锻性均优异的新型铜基合金。

图 1

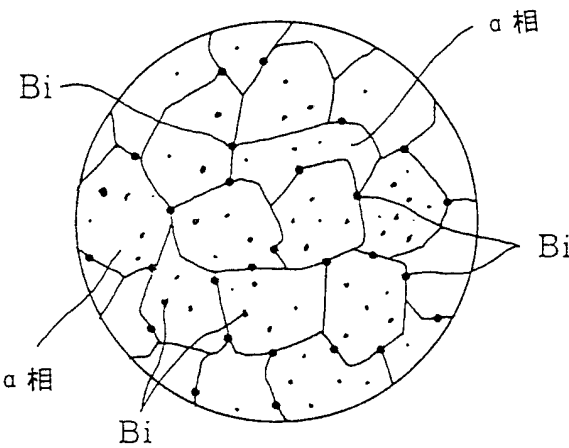


图 2

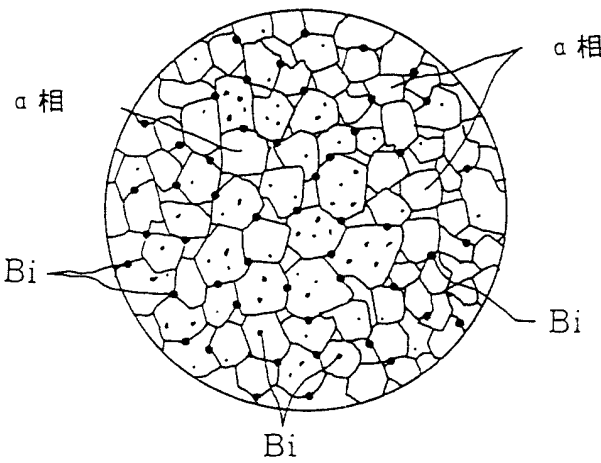


图 3

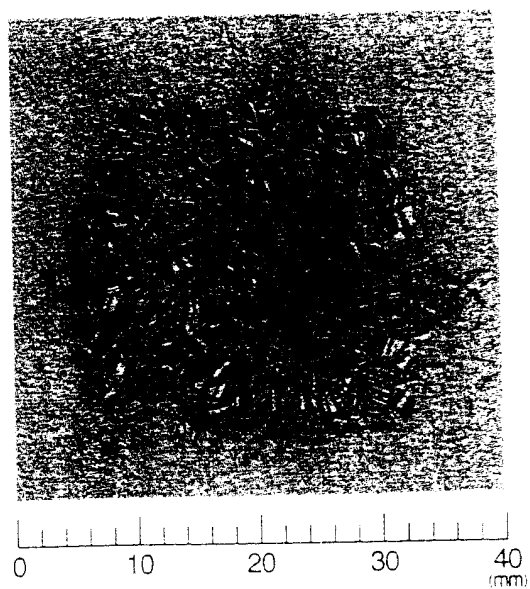
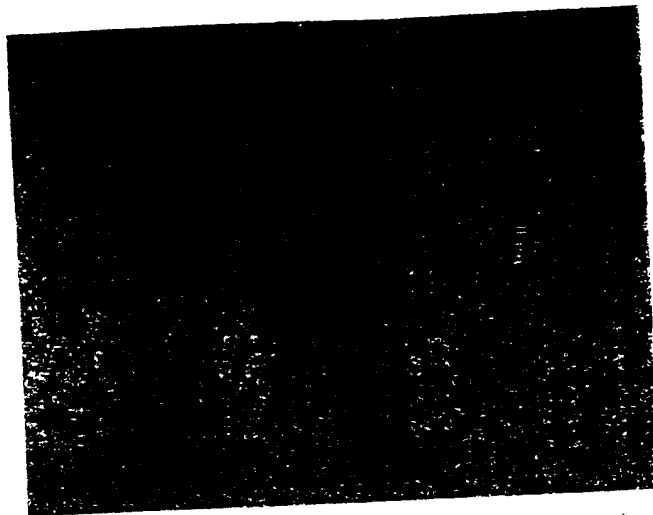


图 4



($\times 400$)

图 5



($\times 400$)

图 6

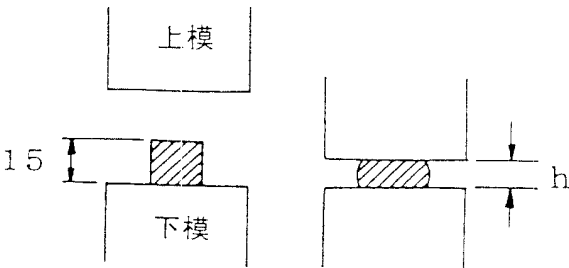


图 7

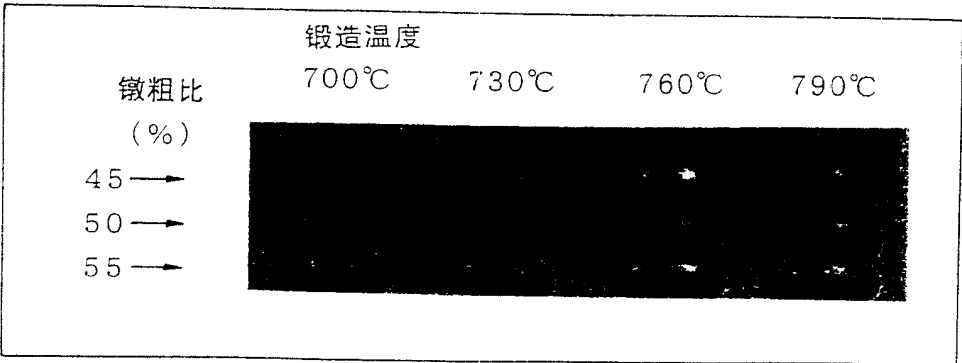


图 8

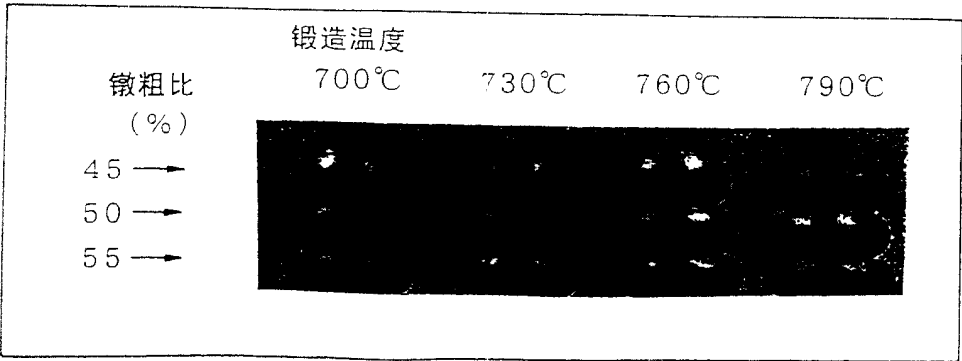


图 9

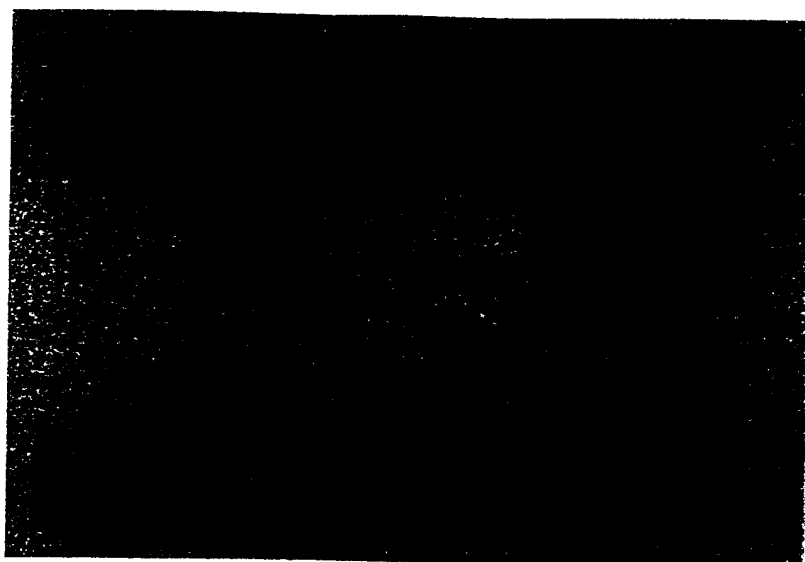


图 10

